

PAT-NO: JP401142022A  
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 01142022 A  
TITLE: MANUFACTURE OF SEAMLESS METALLIC BELT  
PUBN-DATE: June 2, 1989

INVENTOR-INFORMATION:  
NAME  
OKADA, YASUTAKA

ASSIGNEE-INFORMATION:  
NAME COUNTRY  
SUMITOMO METAL IND LTD N/A

APPL-NO: JP62300483

APPL-DATE: November 27, 1987

INT-CL (IPC): C21D008/00, C22C038/00 , C22C038/14 , C23C008/26 ,  
F16G005/16

US-CL-CURRENT: 148/226

ABSTRACT:

PURPOSE: To manufacture a seamless metallic belt excellent in workability, material strength, fatigue strength, and wear resistance by cold-working a seamless steel pipe made of Ni-Co-Mo steel with a specific composition into a metallic belt and then subjecting the above belt to solution heat treatment, ageing treatment, and nitriding treatment.

CONSTITUTION: An ingot of an alloy steel having a composition consisting of, by weight, <0.01% C, <0.05% Si, <0.05% Mn, <0.01% P, <0.01% S, 16~19% Ni, 8~15% Co, 3~6% Mo, 0.3~1.2% Ti, <0.15% Al, <0.0020% N, <0.0015% O, and the balance Fe is hot-extruded into a thick-walled seamless steel

pipe, and  
this pipe is subjected to spinning working so as to be formed into a  
thin-walled tube stock, which is successively cut into a breadth  
necessary for  
a belt. This belt is subjected to solution heat treatment at  
800~880deg;C  
for 0.5~2hr and, if necessary, to ageing treatment at  
420~520deg;C for  
1~6hr, and finally to nitriding treatment at the same temp. in an  
atmosphere of NH<sub>3</sub> gas alone for 1~10hr.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

----- KWIC -----

Current US Cross Reference Classification - CCXR

(1):

148/226

## ⑫ 公開特許公報(A)

平1-142022

⑤ Int. Cl.<sup>4</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成1年(1989)6月2日

C 21 D 8/00

C 22 C 38/00

3 0 2

D-7371-4K

Z-6813-4K

C 23 C 38/14

C 23 C 8/26

F 16 G 5/16

7371-4K

B-8814-3J

審査請求 未請求 発明の数 1 (全8頁)

⑭ 発明の名称 継目無金属ベルトの製造方法

⑯ 特 願 昭62-300483

⑰ 出 願 昭62(1987)11月27日

⑱ 発 明 者 岡 田 康 孝 兵庫県尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社総合技術研究所内

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

⑳ 代 理 人 弁理士 生形 元重 外1名

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

継目無金属ベルトの製造方法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 重量%でC:0.01%以下、Si:0.05%以下、Mn:0.05%以下、P:0.01%以下、S:0.01%以下、Ni:16~19%、Co:8~15%、Mo:3~6%、Ti:0.3~1.2%、Al:0.15%以下、N:0.0020%以下、O:0.0015%以下を含み残部実質的にFeよりなる継目無鋼管を金属ベルトに冷間で加工し、次いで800~880℃で0.5~2hrの固溶化処理を行った後、必要により420~520℃で1~6hrの時効処理を行い、しかる後420~520℃で1~10hrの実質的にNH<sub>3</sub>ガス単独による窒化処理を行うことを特徴とする継目無金属ベルトの製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は自動車の無段変速機等に使用される動

力伝達用継目無金属ベルトの製造方法に関する。

(従来技術)

自動車の無段変速機等においては、動力を伝達するためのベルトに優れた材料強度が要求されるため、金属製のベルトが使用され始めている。この場合、金属製のベルトは弾性が小さいため、薄肉の継目無ベルトを必要なトルクに応じ重ね合わせて使用することが前提となる。したがって、このような継目無金属ベルトには、薄く加工できること、材料強度および疲労強度が高いこと、耐摩耗性の良好なことが要求される。

このような要求に対し、材料面では加工性、材料強度および疲労強度の優れた18%Ni系マルエージ鋼が従来より使用されてきた。また製法面では、マルエージ鋼からなる円筒状の素材をスピニング加工等によってベルトとして必要な肉厚および周長まで薄肉化する加工法が採用され、ベルトに加工された後は窒化処理にて疲労強度を高めるのが通例となっている。

(発明が解決しようとする問題点)

しかしながら、自動車の無段変速機等においてはベルトに対し、トルクに対する耐力のみならず小型軽量化が強く求められ、しかも長期間にわたって破損のないことなど、極めて厳しい要求が加えられる。

従来の方法で製造された縫目無金属ベルトは、このような要求を十分に満足させているとは言えず、加工性、材料強度および疲労強度、耐摩耗性の全ての点で更に高い性能が求められているのが現状である。

本発明は斯かる現状に鑑み、加工性、材料強度および疲労強度、耐摩耗性の全てについて従来レベルを上回る縫目無金属ベルトの製造方法を提供するものである。

(問題点を解決するための手段)

本発明者らは、従来の方法で製造された縫目無金属ベルトを種々調査したところ、主にその組成と加工後の窒化処理に問題があり、この問題を解決すれば加工性、材料強度および疲労強度、耐摩耗性が更に向上することを知見した。

3

自動車の無段変速機等を用途とした場合、使用中の引張強度に耐えるためにはHv. 500以上の硬度が必要である。しかし、Hv. 650を超えると疲労強度が低下する。したがってNi, Co, Mo, Ti量の調整でベルト硬度をHv. 500~650に管理することが必要となる。

また、前述した介在物は、加工中の割れおよび表面欠陥を招くばかりでなく、疲労破壊を発生させるので、N, P, S, Oはこの両面から制限を必要とし、Cについても制限を加えることが必要となる。

そして介在物のうち、TiNがマルエージ鋼の主要介在物であることから、Nの影響が大と考え、実験を繰返した結果、Nを0.002%以下に制限することによりJIS G 555に規定されるC系清浄度が急激に改善し、加工中の割れおよび表面欠陥の防止とともに疲労強度の向上が図られることが判明した。

第1図は基本成分が0.005C-0.01Si-0.01Mn-0.005P-0.001S-18Ni

#### ○ 加工性

本発明が対象とする縫目無金属ベルトにおいては、前述したように弾性確保のため薄く加工することが必要である。従来よりこの種のベルト素材として使用されているマルエージ鋼は、ある程度の加工は可能であるが、肉厚が0.2mm以下になると、介在物による加工中の割れおよび表面欠陥(ふくれ、しわ)が発生しやすくなる。ちなみに、自動車の無段変速機等に現在使用されているベルトの厚みは薄い程曲げ応力が減少するため0.2mm以下が好ましいとされている。

本発明者らの調査によると、0.2mm厚以下に加工したときの割れおよび表面欠陥を防止するにはJIS G 555に規定されるC系清浄度を0.02%以下に抑制することが有効で、そのためにP, S, N, Oを十分に低く抑える必要のあることが判明した。特にNは硬質のTiNを形成し、割れおよび表面欠陥の発生を助長するので、厳しい抑制を必要とする。

#### ○ 材料強度および疲労強度

-8.5Co-5.0Mo-0.5Ti-0.06Al-0.0015Nであるマルエージ鋼において、鋼中N量を変化させたときのC系清浄度(JIS G 555)の推移を示したものである。同図から明らかなように、C系清浄度に対しては鋼中N量が支配的であり、鋼中N量が0.002%以下でC系清浄度が改善される。

なお、疲労に対しては独立したTiNよりも点列状に分布したTiNの方が悪影響が大きいので、Nを0.002%以下に制限することにより、点列状の介在物が消滅し疲労強度を著しく向上させることも明らかとなった。

#### ○ 耐摩耗性

耐摩耗性の付与と、表面への圧縮残留応力の付与とによって疲労強度を向上させることは既に知られた技術である。マルエージ鋼に対しても表面窒化処理でこの効果を引き出すことの可能なことが知られている。しかし、本発明が対象とする縫目無金属ベルトのように大きい曲げ歪みがかかる場合、従来の窒化処理(タフトライド処理…塩浴

4

窒化、イオン窒化、ガス軟窒化)はマルエージ鋼に対し、かえって疲労寿命を低下させることが判明した。これは、従来の窒化処理ではベルト表面に不可避的な化合物層(脆化層)が形成されてしまうためである。

本発明者らは、このことからベルトの疲労寿命、耐久性を向上させるには、ベルト断面の硬度分布が重要と考え、種々実験研究を行った結果、第2図に示すような硬度分布を与えることが有効なことを知見した。

すなわち、表面硬度はH<sub>v</sub>780未満では十分な耐摩耗性と圧縮残留応力が得られず、H<sub>v</sub>860を超すと脆化層が形成され、曲げ歪みで早期破損をおこすので、H<sub>v</sub>780~860を必要とする。ベルト厚さが0.2mm程度であれば窒化層は20~40μm(肉厚の10~20%)の厚みを必要とする。窒化層が20μm未満では窒化層が不足し、耐摩耗性と圧縮残留応力が不十分となり、40μmを超える曲げ歪みで早期破損を生じる。中心部硬度については、前述したとおりH<sub>v</sub>500

0~600とする。

そして、窒化処理でこのような断面硬度分布を得ようとした場合、従来のガス窒化では、Nの溶解を促進するためのRXガスの混合は障害となる。また、処理温度も従来のガス窒化における540~570℃では、中心部に必要な硬度が与えられる前に表面に脆化層を生じてしまう。このようなことから好ましい窒化処理はNH<sub>3</sub>ガス単独による420~520℃の処理であることが判明した。

本発明は、斯かる知見に基づきなされたもので、重量%でC:0.01%以下、Si:0.05%以下、Mn:0.05%以下、P:0.01%以下、S:0.01%以下、Ni:1.6~1.9%、Co:8~15%、Mo:3~6%、Ti:0.3~1.2%、Al:0.15%以下、N:0.002%以下、O:0.0015%以下を含み残部実質的にFeよりなる縦目無鋼管を金属ベルトに冷間で加工し、次いで800~880℃で0.5~2hrの固溶化処理を行った後、必要により420~520℃で1~6hrの時効処理を行い、しかる後420~520

7

℃で1~10hrの実質的にNH<sub>3</sub>ガス単独による窒化処理を行うことを特徴とする縦目無金属ベルトの製造方法を要旨とする。

#### (作 用)

以下、本発明の製造方法を成分組成、製法の順で詳述し、その作用を明らかにする。

#### ○ 素材の成分組成

C:0.01%を超えると炭化物を形成し、金属間化合物の析出量が減少して疲労強度を低下させる。このようなことから、Cは0.01%以下とし、望ましくは0.005%以下である。

Si, Mn:いずれもSiO<sub>2</sub>, MnO, MnSなどの介在物を形成し、疲労強度を低下させるので、0.05%以下に制限する。疲労強度上はSi, Mnが少ないほどよい。

P, S:粒界脆化や介在物形成のために疲労強度を低下させる。したがって0.01%以下とする。疲労強度はこれらが少ないほど有利となるので、少ない程望ましい。

Ni:1.6%未満では材料の強度、靱性が低下し、

1.9%超えでは100%マルテンサイトが得られず強度低下を生じる。したがってNiは1.6~1.9%とする。

Co:8%未満では強度低下を生じ、15%超では靱性が低下するので、8~15%とする。

Mo:3%未満ではH<sub>v</sub>≥500相当の強度が得られず、6%超では靱性低下が著しいので、3~6%とする。

Ti:0.3%未満ではこの種のベルトに最小限必要なH<sub>v</sub>500が得られず、1.2%超では中心部硬度がH<sub>v</sub>650を超え、しかも介在物Ti(C, N)が増加し、耐久性を劣化させる。したがってTiは0.3~1.2%とする。

Al:脱酸に有効であるが、0.15%超ではアルミナ系酸化物が多くなり、耐久性を低下させるので、0.15%以下とする。

N:疲労強度に悪影響を与える有害元素で、0.002%以下と低減することが重要であり、0.002%を超えると、主にTiNが急激に増加し、しかもこれが点列状となるため、疲労強度は著しく

8

低下する。したがってNは0.002%以下に制限する。疲労強度上はNが少ないほど有利となり0.001%以下とすると耐久性が一段と向上する。O:酸化物系(B, C系)介在物を形成し、0.0015%以下と低くすることが重要であり、0.0015%を超えると疲労強度が著しく低下する。疲労強度上はOが少ないほど有利となり0.001%以下とすることにより耐久性が更に改善される。

#### ○ 製法

製法は基本的に造塊、加工、熱処理からなる。

#### ① 造塊

介在物を低くするために、VOD等の脱ガス処理でもよいが、なるべく真空誘導溶解を行うのがよい。溶解後、高真空アークによる再溶解を行うのも有効である。

#### ② 加工

造塊により得られた鋼塊を熱間鍛造あるいは熱間押出により厚肉の継目無管とし、これを直接あるいは固溶化処理の後、冷間加工にて金属ベルト用素管に成形する。

冷間加工としてはスピニング加工、ベルト圧延の2つが良く知られており、通常はこれらを単独あるいは組合せて実施する。スピニング加工では素管の内径は変化せず、肉厚のみを減少させ、加工後ベルトとして必要な幅に切断する。ベルト圧延では予め素管をベルト状に切断したものをを用い、肉厚減少と直径増加とを同時に生じさせる。

冷間加工の形態、加工度等は最終製品の肉厚、直径、寸法精度等により適宜選択される。

#### ③ 熱処理

##### (A) 固溶化処理

この処理は冷間加工後に施すもので、冷間加工による加工硬化を除去し、細粒のマルテンサイト組織を得るために実施する。

800℃未満、0.5hr未満ではいずれの場合も未固溶の金属間化合物が残り、強度と靱性が低下する。逆に880℃超、2hr超ではいずれの場合も結晶粒の粗大化が生じ、強度、靱性を低下させ、ベルトの変形も大きくなる。したがって、固溶化処理は800～880℃で0.5～2hrの

11

処理とする。

なお、この処理は、冷間加工による肉厚減少率が80%以下なら省略することができる。この処理を省略した場合、窒化処理条件が若干変化するが、その場合にあっては本発明範囲内の条件で処理が可能である。

##### (B) 時効処理

420℃未満、1hr未満ではいずれの場合も十分な析出強化( $H_v \geq 500$ )を得ることができない。逆に520℃超、10hr超ではいずれの場合も過時効となり、強度と延性がかえって低下する。したがって時効処理は420～520℃で1～10時間の処理とする。

なお、後で行う窒化処理が、この時効処理を満足する条件で実施されるならば、この時効処理を省略することができる。

##### (C) 窒化処理

通常のガス窒化処理は、Nの溶解を促進するためにNH<sub>3</sub>ガスに50%程度のRXガスを混合して行うが、このような雰囲気では本発明が対象とす

12

る金属ベルトを処理した場合、ベルト表面硬度がH<sub>v</sub>860を超え、脆化層が形成されることから、かえって疲労寿命が低下する。したがって本発明では、実質的にNH<sub>3</sub>ガス単独で変化処理を行う。

この場合、10%程度までであればRXガスが混入されても、処理温度を低くし処理時間を短くすれば、脆化層の形成は防止できる。実質的には、10%程度までRXガスが混入されてもよいことを意味する。

処理温度については420℃未満ではNH<sub>3</sub>の分解が不十分となり、必要な表面硬度および深さの窒化層が得られない。逆に520℃超ではNH<sub>3</sub>の分解が過度に進み、必要な窒化層が形成される前に表面硬度がH<sub>v</sub>860を超え、脆化層が形成される結果になる。したがって420～520℃とする。

処理時間については1hr未満では必要な窒化層が得られず、耐摩耗性および圧縮残留応力が不足する。逆に10hr超では窒化層が厚くなり過ぎて曲げ歪みにより割れを生じたり、表面硬度が

13

—130—

14

H<sub>v</sub> 860を超えて疲労強度を著しく低下させる。  
したがって1~10hrとする。

#### (実施例)

次に実施例を説明する。

第1表にA~Hで示す本発明範囲内の鋼、およびI~Oで示す本発明範囲外の鋼を真空誘導溶解と高真空アーク再溶解とにより各500kg造塊した。その後、得られた各鋼塊を熱間押出にて厚肉の縫目無鋼管とし、しかる後、スピニング加工で肉厚0.18~0.5mm、内径100~250mmのベルト用薄肉素管とした。肉厚が0.18mmに達しないものは更にベルト圧延により肉厚を0.18mmまで減少させた。

そして、得られた各素管より幅10mmのベルトを切り出し、これに第2表左欄に示す条件で固溶処理を行い、必要に応じ時効処理を行った後、NH<sub>3</sub>ガス単独による窒化処理を行った。一部のベルトについては比較のためNH<sub>3</sub>ガス+50%RXガスで窒化処理を行った。

処理後のベルトについて表面割れの有無、断面

硬度分布、疲労強度を調査した。その結果を第2表右欄に示す。

表面割れは酸化層の有無および加工性の指標となるもので、 $D=15t$  ( $D$ : 曲げ棒直径、 $t$ : ベルト肉厚)の丸棒にベルトを巻きつけ、180°で曲げた際の表面割れの有無で判定し、割れが生じたものについては疲労試験を省略した。

硬度分布については表面硬度、窒化層深さ、中心部硬度を測定し、耐久性を確保する上で必要な条件は第2図に示されるように表面硬度がH<sub>v</sub> 780~860、窒化層深さが20~40μm、中心部硬度がH<sub>v</sub> 500~650であるので、この範囲に入るか否かで判定した。

疲労強度はベルトをプーリーに収め、これを回転させて一定の曲げ応力(片振、2~50kgf/cm<sup>2</sup>)下で繰返し曲げを行い、その限界回数Nで評価し、 $N \geq 10^7$ を合格とした。

15

16

第 1 表

(wt%)

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	N*	O*
本 発 明 例	A	0.005	0.02	0.01	0.008	0.001	18.2	8.9	5.0	0.50	0.090	9	9
	B	0.007	0.01	0.01	0.006	0.003	16.1	9.5	5.9	0.46	0.012	13	12
	C	0.002	0.03	0.05	0.001	0.002	18.8	8.3	4.1	1.01	0.122	16	9
	D	0.005	0.02	0.03	0.002	0.009	17.7	8.0	3.8	1.19	0.006	7	15
	E	0.009	0.04	0.03	0.001	0.001	18.2	14.9	5.2	0.30	0.015	8	10
	F	0.006	0.02	0.04	0.007	0.004	17.9	12.6	3.1	1.13	0.079	5	10
	G	0.004	0.05	0.02	0.006	0.006	18.2	9.3	4.9	0.68	0.085	19	11
	H	0.006	0.02	0.01	0.010	0.005	17.3	8.8	4.3	0.72	0.146	9	6
比 較 例	I	0.008	0.05	0.02	0.003	0.001	<u>15.2</u>	8.7	4.5	0.58	<u>0.156</u>	12	10
	J	0.006	0.04	0.01	0.009	<u>0.012</u>	<u>19.8</u>	<u>7.6</u>	5.6	0.96	0.136	10	12
	K	<u>0.012</u>	0.01	0.03	0.006	0.008	17.6	<u>15.6</u>	5.2	1.16	0.086	7	5
	L	0.002	<u>0.07</u>	0.05	0.005	0.006	18.2	11.9	<u>2.8</u>	<u>0.29</u>	0.072	9	11
	M	0.004	0.02	0.02	<u>0.013</u>	0.007	18.3	9.6	<u>6.3</u>	<u>1.31</u>	0.056	10	9
	N	0.002	0.02	<u>0.07</u>	0.002	0.002	18.5	8.8	5.1	0.68	0.093	<u>23</u>	10
	O	0.006	0.04	0.04	0.002	0.002	18.2	8.9	5.0	0.71	0.046	11	<u>18</u>

\* ppm

——本発明範囲外

17

第 2 表

No.	鋼	固溶化処理 (℃×時間)	時効処理 (℃×時間)	期、窒化処理 (℃×時間)	曲げ試験 (°)	表面硬度 (H <sub>v</sub> )	窒化層深さ (μm)	中心部硬度 (H <sub>v</sub> )	疲労強度 (N)	区 分
1	A	820 × 1.0	475 × 3	500 × 4	○	818	32	575	2.3 × 10 <sup>8</sup>	本 発 明 例
2	A	"	"	420 × 10	○	796	22	590	3.6 × 10 <sup>8</sup>	
3	A	"	"	520 × 1	○	845	38	560	6.5 × 10 <sup>8</sup>	
4	A	"	—	480 × 6	○	830	29	582	1.2 × 10 <sup>8</sup>	
5	B	875 × 0.5	500 × 3	500 × 4	○	840	36	598	1.4 × 10 <sup>8</sup>	
6	C	800 × 2.0	490 × 3	"	○	821	34	588	6.2 × 10 <sup>7</sup>	
7	D	810 × 1.0	480 × 3	"	○	809	27	579	8.0 × 10 <sup>7</sup>	
8	E	850 × 1.0	—	"	○	851	33	598	7.6 × 10 <sup>7</sup>	
9	F	810 × 1.0	480 × 3	500 × 3	○	812	23	586	4.5 × 10 <sup>8</sup>	
10	G	830 × 1.0	"	500 × 4	○	833	37	591	1.2 × 10 <sup>7</sup>	
11	H	810 × 1.0	480 × 6	480 × 8	○	856	35	603	8.6 × 10 <sup>7</sup>	
12	A	900 × 2.0	475 × 3	525 × 6	×	910	38	560	5.3 × 10 <sup>4</sup>	比 較 例 1
13	A	830 × 1.0	—	415 × 3	○	752	18	535	6.5 × 10 <sup>8</sup>	
14	A	"	475 × 3	510 × 12	×	956	43	603	2.1 × 10 <sup>4</sup>	
15	A	830 × 1.0	400 × 1	400 × 1	○	703	5	478	3.0 × 10 <sup>8</sup>	
16	A	830 × 1.0	530 × 8	520 × 3	×	896	43	488	7.5 × 10 <sup>8</sup>	
17	E	790 × 1.0	480 × 3	500 × 4	×	840	32	565	7.6 × 10 <sup>8</sup>	比 較 例 2
18	I	820 × 1.0	490 × 3	520 × 4	×	855	30	568	4.9 × 10 <sup>8</sup>	
19	J	810 × 1.0	—	490 × 3	○	795	22	488	7.5 × 10 <sup>8</sup>	
20	K	830 × 1.0	500 × 3	500 × 4	×	868	33	686	3.5 × 10 <sup>8</sup>	
21	L	800 × 1.0	490 × 3	500 × 3	○	789	22	488	2.5 × 10 <sup>8</sup>	
22	M	850 × 2.0	—	510 × 3	×	854	36	686	1.2 × 10 <sup>8</sup>	
23	N	820 × 1.0	490 × 3	500 × 4	○	806	25	578	5.5 × 10 <sup>8</sup>	
24	O	"	"	"	○	812	28	594	2.7 × 10 <sup>8</sup>	
25	N	"	"	" **	×	960	48	623	1.2 × 10 <sup>4</sup>	従 来 例

\*割れ有(×)、割れ無(○) \*\*NH<sub>3</sub>ガス+RXガス —本発明範囲外



第2表において、№1～11は成分組成が本発明範囲内の鋼A～Hをベルトに加工後、本発明範囲内の条件で熱処理した本発明例である。

いずれにおいても表面割れは生じず、脆化層は形成されていない。ベルト断面の硬度分布についても、表面硬度はHv 780～860、窒化層深さは20～40μm、中心部硬度はHv 500～650の各範囲内にあり、第2図に示す目標硬度分布を満足している。疲労強度はいずれも合格ラインである $N=1 \times 10^7$ を超えている。

№12～17は成分組成が本発明範囲内の鋼A、Eをベルトに加工後、本発明範囲外の条件で熱処理した比較例である。

№12においては固溶処理での処理温度が高すぎ、かつ窒化処理での処理温度が高すぎるため、表面硬度が過大で表面割れを生じ、疲労強度も十分でない。№13においては窒化処理温度が低すぎるため、表面硬度および窒化層深さが不足し、疲労強度も十分でない。№14においては窒化処理時間が長すぎるため、脆化層を生じている。№

15においては時効処理温度が低く、また窒化処理温度も低いため析出強化を得られず、窒化層深さも浅いため十分な疲労強度が得られていない。№16においては時効処理温度および時間が過多のために過時効となり、強度と延性がかえって低下している。№17においては固溶処理温度が低すぎるため、強度と靱性の低下を生じ、表面割れおよび中心部の硬度不足が生じている。

№18～24は成分組成が本発明範囲外の鋼I～Oをベルトに加工後、本発明範囲内の条件で熱処理した別の比較例である。

№18（鋼I使用）においてはNiが不足し、Alが過多のため、表面割れを生じ疲労強度が低下している。№19（鋼J使用）においてはSおよびNiが過多、Coが不足のため中心部硬度が不足し疲労強度も十分でない。№20（鋼K使用）においてはCおよびCoが過多のため、硬化が進み、表面割れを生じ疲労強度も十分でない。№21（鋼L使用）においてはSiが過多、MoおよびTiが不足のため、中心部硬度が十分でない。

19

く疲労強度も不足している。№22（鋼M使用）においてはP、MoおよびTiが過多のため、硬化が進んでいる。№23（鋼N使用）においてはMnおよびNが過多のため、疲労強度が不足し、№24（鋼O使用）においてはOが過多のため、やはり疲労強度が不足している。

№25は成分組成が本発明範囲外の汎用のマルエージ鋼Nをベルトに加工後、窒化処理として通常のガス窒化処理（NH<sub>3</sub>ガス＋50％RXガス使用、500℃×4hr）を実施した従来例である。

本発明例（№1～11）と比べると、表面割れを生じており、硬度分布も目標から大きく外れ、疲労強度も著しく低い。したがって、加工性は低く、材料強度、疲労強度、耐摩耗性も著しく劣る。（発明の効果）

以上の説明から明らかなように、本発明の製造方法は縫目無金属ベルトに高度の加工性、材料強度、疲労強度および耐摩耗性を付与するものであり、これらの特性について厳しい性能が要求され

20

る例えば自動車の無段変速機用ベルトの製造に適用して、この種の変速機の耐久性向上、小型軽量化等に多大の効果を奏するものである。

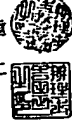
#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は鋼中N量とC系清浄度との関係を示すグラフ、第2図は耐久性確保に必要なベルト断面硬度分布を示すグラフである。

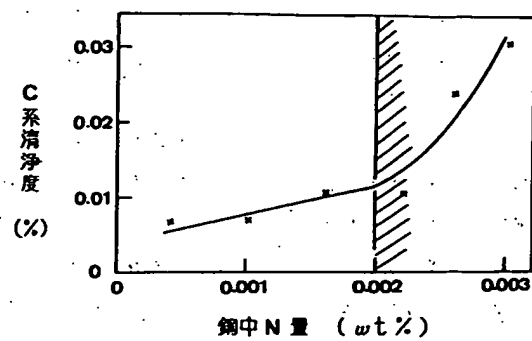
出 願 人 住友金属工業株式会社

代理人弁理士 生 形 元 重

代理人弁理士 吉 田 正 二



第 1 図



第 2 図

